

# ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОЕ СПЕКАНИЕ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРАЛОВ

*Юровских А.С., Кардоница Н.И., Ахмадеева А.С.*

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,  
г. Екатеринбург  
artem.yurovskikh@gmail.com

Использование технологии спекания в искровой плазме (ИПС) представляет собой принципиально новый подход к созданию порошковых азотсодержащих сталей. ИПС технология основана на пропускании через спекаемый материал мощных прямоугольных импульсов постоянного тока, что, помимо резистивного нагрева, приводит к активации поверхности порошка вследствие образования в зазорах искровой плазмы. Это приводит к активизации диффузионных процессов и позволяет значительно сократить температуру и продолжительность процесса по сравнению с традиционными методами порошковой металлургии. ИПС технология позволяет спекать материалы без использования связующих веществ и достигать почти 100%-ой теоретической плотности при любой природе материала.

Возможность проводить консолидацию материала за короткое время при относительно низких температурах является решающим преимуществом технологии при работе с термически нестабильными нитридами железа, гарантирующими сохранение азота в материале и жесткий контроль над ростом зерна.

В настоящем исследовании материалом для спекания служил азотированный в кипящем слое порошок железа с развитой поверхностью и фракционным составом 20...200 мкм. Основными фазами в материале по данным РСФА являлись  $\alpha$ -Fe (10%),  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N (72%) и  $\varepsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N (18%), что позволяет оценить содержание азота в порошке на уровне 5 вес.%.

ИПС спекание осуществлялось на установке HP D 25 (рис. 1) производства FCT Systeme GmbH (Германия) в вакууме порядка  $10^{-1}$  Па. Температура спекания составляла 650°C и 900°C при постоянном давлении прессования в 50 ГПа, общее время обработки – 10 мин. Скорость нагрева задавалась равной 400 К/мин., скорость охлаждения составила порядка 100 К/мин.

В результате были спекания при 650°C получены образцы, отличающиеся достаточно низкой пористостью (учитывая крайне малую температуру и продолжительность процесса по меркам порошковой металлургии). При этом содержание азота составляет до 4,6 вес.% (рис. 2, а). Наблюдаемая пористость не связана с активным протеканием процесса деазотации и может быть устранена в ходе последующей термообработки. Повышение температуры процесса до 900°C позволяет

получить практически беспористый материал (рис. 2, б), но приводит к снижению содержания азота до 2,2 вес.% вследствие снижения его растворимости в аустените и диссоциации  $\varepsilon\text{-Fe}_{24}\text{N}_{10}$  фазы. Тем не менее, указанное содержание азота в объемном материале не может быть получено никакими другими методами.

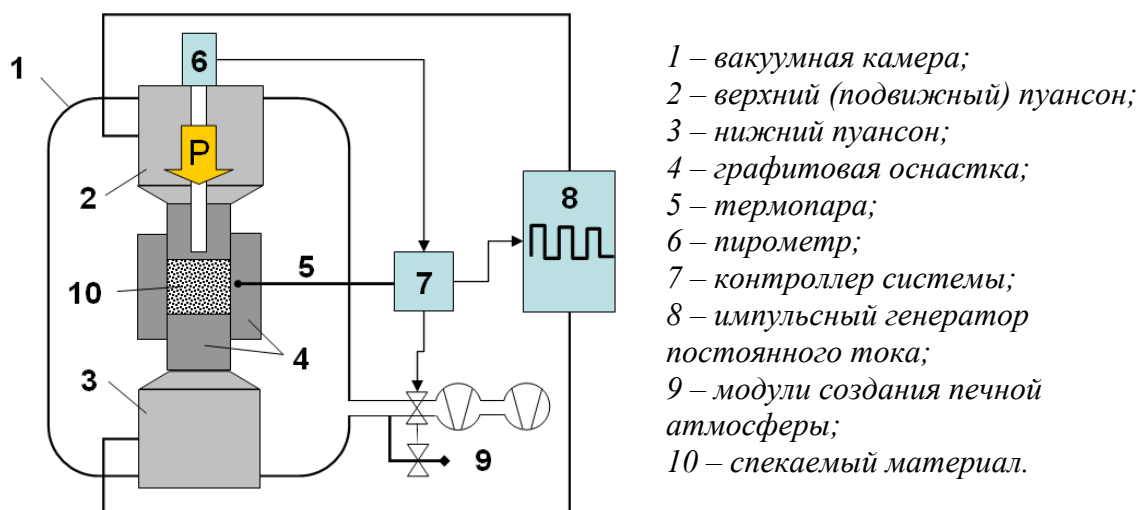


Рис. 1 Схема установки ИПС

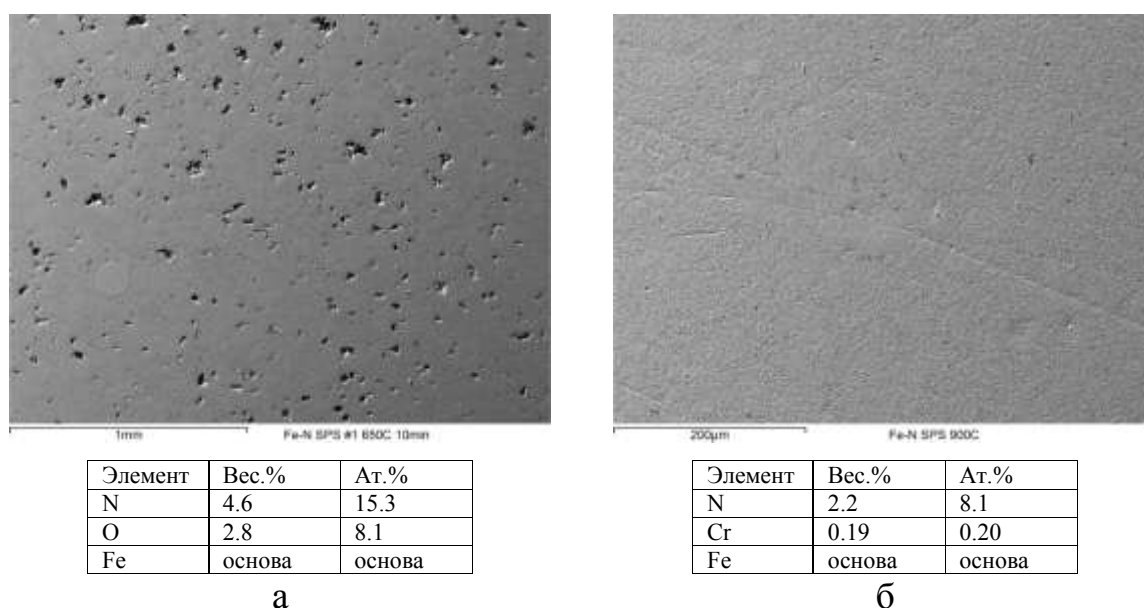


Рис. 2 Макроструктура и химический состав образцов из порошка Fe-5N после ИПС при 650°C (а) и 900°C (б)

Данные РСФА показывают, что основными фазами в спеченных образцах являются  $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$  нитрид (60%), азотистый аустенит (9%) и  $\alpha\text{-Fe}$  (30%); размытие дифракционных линий указывает на мартенситную природу последнего. Так же фиксируются незначительные (<1%) количества оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . Отсутствие выраженных рефлексов  $\varepsilon\text{-Fe}_{24}\text{N}_{10}$

фазы может объясняться ее поглощением  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N нитридом в процессе спекания.

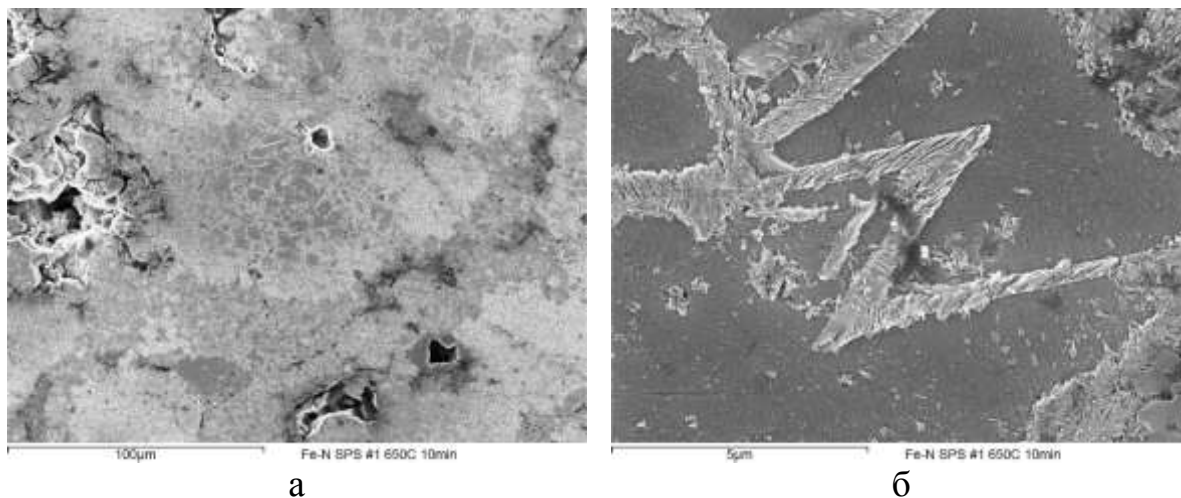


Рис. 3 Микроструктура образца Fe-5N после ИПС при 650°C

В структуре образца, спеченного при 650°C (рис. 3, а), можно выделить участки бывших двухфазных областей ( $\alpha + \gamma'$ ) азотированных частиц, переходящих при нагреве в аустенитное состояние. Охлаждение привело к образованию линзовидного азотистого мартенсита в теле аустенитных зерен и дисперсных пластинчатых выделений по границам зерен (рис. 3, б). Данная структурная составляющая вероятнее всего является азотистым аналогом бейнита и образуется по смешанному диффузионно-сдвиговому механизму. Заключенные между линзами мартенсита и колониями бейнита объемы представляют собой остаточный азотистый аустенит. Наблюдающиеся в структуре области  $\gamma'$ -фазы носят следы распада с выделением избыточной  $\alpha$ -фазы, имевшем место при охлаждении вследствие сужения области гомогенности  $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N нитрида.

Полученная структура является неравновесной, однако имеет значительный потенциал для достижения требуемых фазовых (структурных) состояний материала в ходе последующих операций термической обработки.